

APORTES MARTENSÍTICOS EN LA SOLDADURA DE ACEROS 9%Cr

J. Oñoro, A. Portolés, J. R. Ibars
DPTO. INGENIERÍA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES, ETSI INDUSTRIALES.
UNIVERSIDAD POLITÉCNICA DE MADRID

RESUMEN

Los aceros 9% en cromo son utilizados en plantas de producción de energía eléctrica debido a su elevada resistencia a la corrosión, buenas propiedades mecánicas y resistencia a la termofluencia. Estos aceros presentan una estructura completamente martensítica. Sin embargo, la realización de uniones soldadas los hace susceptibles a la aparición en la zona fundida de ferrita delta, que reduce sus propiedades de termofluencia y tenacidad.

Este trabajo analiza la microestructura del metal de aporte producido durante la soldadura manual con electrodo consumible (SMAW) utilizando aportes con diferentes composiciones en cromo y otros elementos de aleación como molibdeno, wolframio, cobre y cobalto. El objetivo ha sido el análisis de consumibles con diferente composición química con los cuales se obtengan zonas fundidas con estructuras martensíticas libres de ferrita delta en la soldadura de aceros 9%Cr. Una pequeña modificación de los elementos de aleación en los materiales de aportación, ha permitido la obtención de diferentes microestructuras en la zona fundida, hasta conseguir una estructura completamente martensítica.

PALABRAS CLAVE: Soldadura aceros 9%Cr, martensita, aportes martensíticos

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros con estructura de martensita revenida como aquellos que tienen contenidos de 2, 9 y 12% en cromo presentan altas propiedades mecánicas y buena resistencia a la corrosión. Los nuevos grados basados en composiciones del 9% en cromo compiten con los aceros inoxidables austeníticos 18Cr-8Ni al presentar mejor resistencia a la termofluencia o creep, mayor conductividad térmica y menor coeficiente térmico de expansión lineal; además de tener un menor costo de fabricación y transformación en productos tubulares. Por otro lado, los aceros 9%Cr debido a su alta resistencia mecánica permiten reducir los espesores de pared y mejorar la resistencia a la corrosión en comparación con los aceros convencionales de baja y media aleación, además de presentar mejor tenacidad y comportamiento a la termofluencia. La utilización de los aceros 9%Cr de alta resistencia en plantas térmicas de generación de energía eléctrica permite una mayor eficiencia de las instalaciones ya que es posible una elevación de las temperaturas y presiones del vapor generado, reduciendo por tanto, el coste asociado al combustible al disminuir la cantidad y por tanto las emisiones de CO₂ al realizarse los procesos de combustión a temperaturas más elevadas.

Los aceros 9%Cr se han desarrollado a partir del acero 9Cr-1Mo (T9). Los primeros desarrollos se basaron en la optimización de la composición química obteniéndose el acero 9Cr-1Mo-Nb-V (E91). Los siguientes desarrollos se hicieron adicionando elementos de aleación que endurecieran la matriz y mejoraran la microestructura martensítica por la formación de carburos y nitruros dispersos como el acero 9Cr-1Mo-1W-Nb-V-N (E911). El desarrollo de plantas de producción de energía eléctrica con temperaturas de vapor de 625°C y superiores, van a requerir la utilización de nuevos aceros aleados con otros elementos como el Co, Ir, Rh, etc, que adicionalmente al W permitan reforzar y estabilizar la matriz de martensita para las altas temperaturas y presiones necesarias[1,2].

Los aceros 9%Cr requieren un cuidadoso equilibrio entre los elementos de aleación alfégenos y gammágenos. Para conseguir una elevada resistencia a la termofluencia, el proceso de

solidificación y posterior conformado requieren una microestructura completamente austenítica. Los diagramas de equilibrio muestran que la presencia de alto contenido en cromo y silicio causa la formación de ferrita delta durante la austenización en torno a los 1100°C [3]. Esto sugiere la necesidad de utilizar elementos estabilizadores de la austenita para prevenir la formación de ferrita delta en aceros con contenido en cromo superior al 9% o silicio superior al 0,5%. Ni, Cu, N y Co han sido habitualmente los elementos preferiblemente utilizados para estabilizar la austenita en los aceros con alto contenido en cromo [3]. Para conseguir simultáneamente un endurecimiento y estabilización de la martensita, los elementos gammágenos utilizados deberán reducir la velocidad de difusión y no reducir significativamente la temperatura de inicio de la transformación martensítica (M_s).

Los aportes de soldadura para la unión de los aceros 9%Cr son generalmente de composición similar al del metal base [4,5]. Los consumibles desarrollados para el acero E91, se han utilizado como base para el desarrollo de los consumibles para el acero E911 y otros aceros martensíticos 9%Cr. Las propiedades de resistencia mecánica y a la termofluencia del metal aportado en los aceros 9%Cr se obtiene después de un tratamiento térmico post-soldadura. Este tratamiento deberá realizarse de forma que se eviten una disminución de la tenacidad y la ductilidad del material.

Aunque los aceros 9%Cr tienen habitualmente una microestructura completamente martensítica, tienen cierta tendencia a la formación de ferrita delta, especialmente durante los procesos de soldadura. La presencia de ferrita delta en la zona fundida de las soldadura de los aceros martensíticos 9%Cr, ha dado lugar a una disminución de sus propiedades mecánicas: una reducción de la tenacidad debido a un aumento de la sensibilidad a la entalla de la fase ferrítica [1,6], un incremento del agrietamiento durante la solidificación [7], favorece la precipitación de fase sigma y por tanto la fragilización a temperaturas de servicio moderadas [8], y reduce la resistencia a la termofluencia a temperatura de servicio elevadas [8]. Por todo lo cual es importante evitar su formación.

Este trabajo analiza la microestructura del metal de aporte producido durante la soldadura manual con electrodo consumible (SMAW) utilizando aportes con diferentes composiciones en cromo y otros elementos de aleación como molibdeno, wolframio, cobre y cobalto. El objetivo ha sido el desarrollo de consumibles con diferente composición química con los cuales se obtengan zonas fundidas con estructuras martensíticas libres de ferrita delta en la soldadura de aceros 9%Cr.

2. TÉCNICA EXPERIMENTAL

El metal de aporte utilizado en este trabajo fue fabricado en cuatro grupos de composición base constante, cada uno con diferente contenido en cromo. En total se fabricaron 16 metales de aporte diferentes, su composición puede apreciarse en la Tabla I, donde se han agrupado en cuatro grupos según su composición base.

El estudio del metal aportado se realizó depositando cordones de soldadura sucesivos sobre una junta de acero al carbono que permitía obtener la zona fundida sin dilución del metal base. Los diversos cordones de soldadura se realizaron utilizando electrodos de 3,25 mm de diámetro, a una intensidad de 110 A con corriente continua electrodo positivo (DC+). Cada muestra se realizó utilizando al menos ocho cordones de soldadura de una longitud aproximada de 75 mm. La temperatura entre pasadas fue mantenida entre los 200 y 250°C. Cada muestra fue realizada según el método recomendado por la AWS A5.4 para la determinación de ferrita en los aportes soldados de austenita [9]. Después de soldadas, las muestras recibieron un tratamiento térmico post-soldadura a 760°C durante 2 horas.

METAL APORTADO		Cr	C	Mn	Si	Ni	Mo	W	Nb	V	B	N	Co	Cu
Fe-Cr-Mo	FCM1	8,4	0,13	0,5	0,22	0,43	1,55	0,02	0,06	0,25	0,01	0,02	0,02	0,02
	FCM2	9,2	0,13	0,5	0,22	0,43	1,55	0,02	0,06	0,25	0,01	0,02	0,02	0,02
	FCM3	9,7	0,13	0,5	0,22	0,43	1,55	0,02	0,06	0,25	0,01	0,02	0,02	0,02
	FCM4	10,4	0,13	0,5	0,22	0,43	1,55	0,02	0,06	0,25	0,01	0,02	0,02	0,02
Fe-Cr-Mo-Co	FCMO1	9,4	0,13	0,52	0,23	0,42	1,56	0,02	0,06	0,25	0,01	0,02	1,17	0,02
	FCMO2	10	0,13	0,52	0,23	0,42	1,56	0,02	0,06	0,25	0,01	0,02	1,17	0,02
	FCMO3	10,6	0,13	0,52	0,23	0,42	1,56	0,02	0,06	0,25	0,01	0,02	1,17	0,02
	FCMO4	11,2	0,13	0,52	0,23	0,42	1,56	0,02	0,06	0,25	0,01	0,02	1,17	0,02
Fe-Cr-Mo-Cu	FCMU1	10,1	0,13	0,52	0,23	0,48	1,52	0,02	0,05	0,24	0,01	0,02	0,02	1,11
	FCMU2	10,8	0,13	0,52	0,23	0,48	1,52	0,02	0,05	0,24	0,01	0,02	0,02	1,11
	FCMU3	11,3	0,13	0,52	0,23	0,48	1,52	0,02	0,05	0,24	0,01	0,02	0,02	1,11
	FCMU4	11,7	0,13	0,52	0,23	0,48	1,52	0,02	0,05	0,24	0,01	0,02	0,02	1,11
Fe-Cr-W-Cu	FCWU1	10,3	0,12	0,49	0,21	0,48	0,03	1,42	0,04	0,23	0,01	0,02	0,02	1,11
	FCWU2	10,8	0,12	0,49	0,21	0,48	0,03	1,42	0,04	0,23	0,01	0,02	0,02	1,11
	FCWU3	11,4	0,12	0,49	0,21	0,48	0,03	1,42	0,04	0,23	0,01	0,02	0,02	1,11
	FCWU4	12,1	0,12	0,49	0,21	0,48	0,03	1,42	0,04	0,23	0,01	0,02	0,02	1,11

Tabla I. Composiciones del metal de aportación en % en peso.

Cada muestra del metal depositado dio lugar a una microestructura variable en diferentes partes de la misma, debido a la variación de los ciclos térmicos sufridos en cada zona. Para sistematizar el estudio metalográfico se eligieron dos zonas representativas del aporte: la zona central del último cordón de soldadura realizado y el centro de la muestra.

Las muestras metalográficas fueron cortadas, lijadas y pulidas hasta un acabado con diamante de una micra. El ataque metalográfico se realizó con mezcla de ácido pícrico y clorhídrico en solución alcohólica. La inspección metalográfica se realizó con microscopio metalográfico y microscopio electrónico de barrido (SEM).

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Se ha analizado la microestructura del metal fundido de cada una de las muestras soldadas, habiéndose identificado martensita revenida con diferentes cantidades de ferrita delta. La cantidad de ferrita delta y su morfología se han calculado mediante análisis de imagen, los resultados se han recogido en la Tabla II. Estos resultados incluyen los valores microestructurales obtenidos en cada muestra soldada en el último cordón de soldadura y en el centro de la muestra. La cantidad y morfología de ferrita delta obtenida en ambas zonas para cada muestra ha sido en general diferente. En el último cordón de soldadura se ha obtenido un mayor contenido de ferrita delta, mientras que en la zona central las pasadas sucesivas modifican la estructura original dando lugar a una microestructura más fina con menor porcentaje de ferrita delta.

La zona fundida correspondiente al último cordón de soldadura, cuando da lugar a una estructura completamente martensítica, consiste en una estructura de martensita revenida donde puede apreciarse un grano original austenítico relativamente grueso. Sin embargo, la microestructura de la zona central muestra una martensita mucho más fina, modificada de la anterior, por el efecto de tratamiento térmico producido por los cordones posteriores, donde el grano es ligeramente perceptible (Figura 1).

METAL APORTADO		PORCENTAJE DE FERRITA	
		ULTIMO CORDÓN	CENTRO
Fe-Cr-Mo	FCM1	0	0
	FCM2	3	2
	FCM3	5	3
	FCM4	6	5
Fe-Cr-Mo-Co	FCMO1	1	1
	FCMO2	2	1
	FCMO3	6	5
	FCMO4	11	10
Fe-Cr-Mo-Cu	FCMU1	2	2
	FCMU2	3	5
	FCMU3	5	7
	FCMU4	6	8
Fe-Cr-W-Cu	FCWU1	0	0
	FCWU2	1	0
	FCWU3	2	1
	FCWU4	6	4

Tabla II. Porcentaje de ferrita delta en el metal fundido en el centro de la muestra y en el último cordón de soldadura.

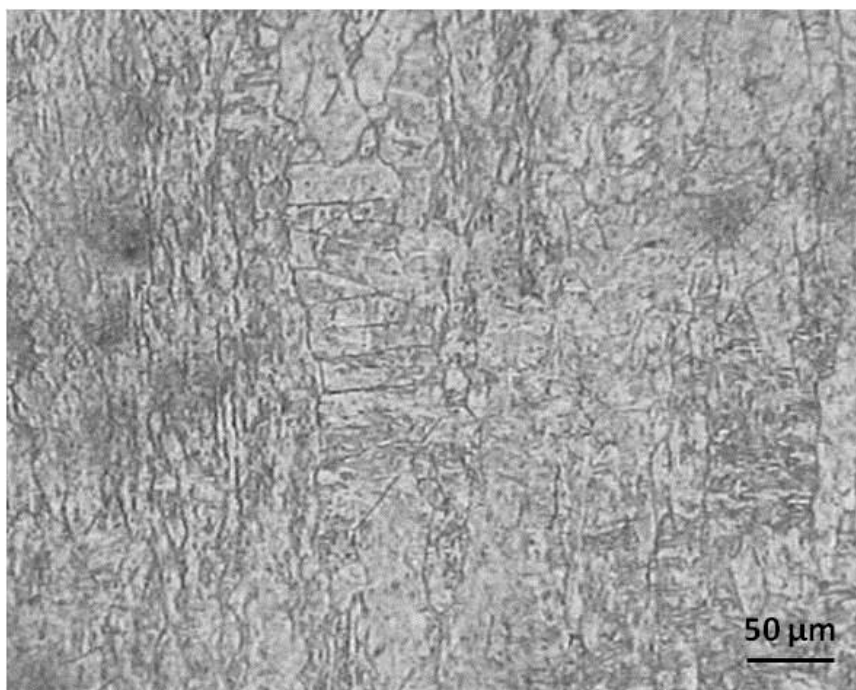


Fig.1.- FCMO2. Zona fundida centro. Microestructura de martensita revenida.

Una microestructura de martensita y ferrita delta puede apreciarse en la Figura 2, obtenida en el último cordón de soldadura de la muestra FCWU4, que presenta una estructura dúplex de martensita revenida y ferrita delta primaria, la ferrita delta se manifiesta con una morfología poligonal embebida en la matriz de martensita revenida.

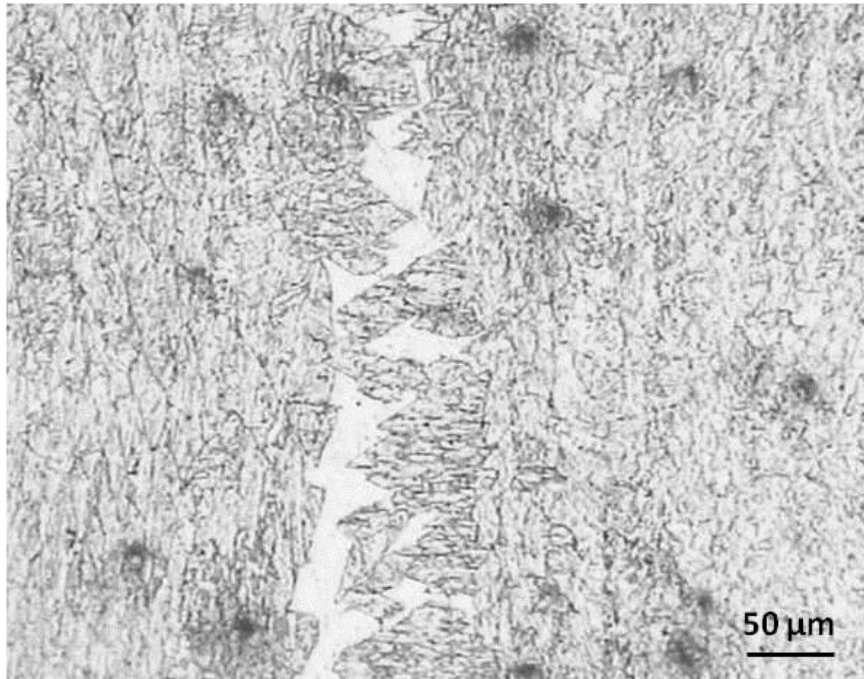


Fig.2.- FCMO3. Zona fundida último cordón. Microestructura de martensita revenida y ferrita delta poligonal.

La zona central de esta misma muestra presenta modificaciones importante en la microestructura. La ferrita delta aparece dentro de la matriz en forma de islas de ferrita localizadas preferentemente en los bordes de grano original austenítico, mientras que en otros caso presenta una morfología consistente en una fina red de ferrita delta que envuelve la matriz de martensita revenida, según puede apreciarse en la Figura 3.

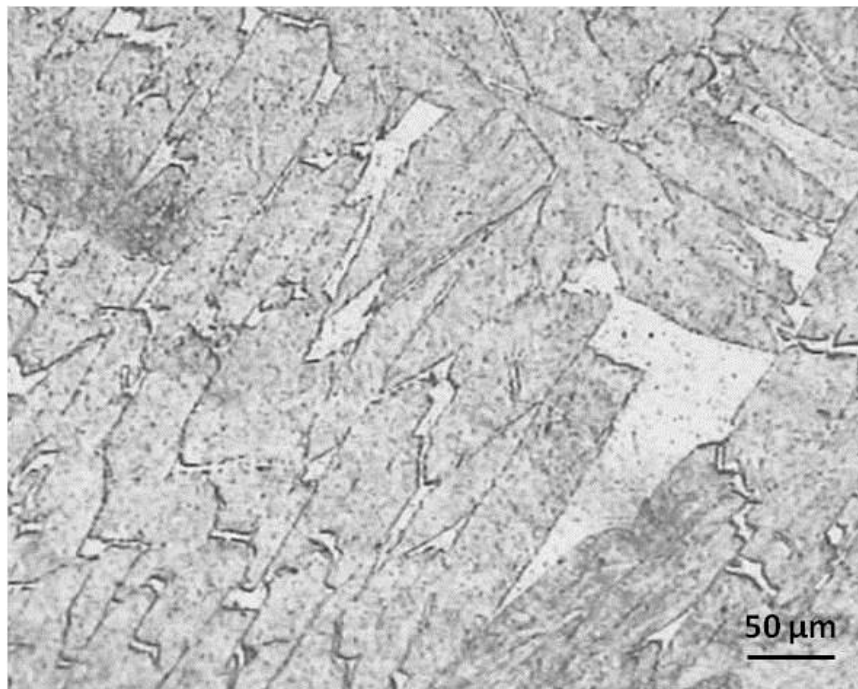


Fig.3.- FCMU3. Zona fundida centro. Microestructura de martensita revenida y ferrita delta en forma de red y poligonal.

Las microestructuras observadas permiten reseñar que la morfología de la zona fundida en todos los casos estudiados presenta importantes heterogeneidades. La última pasada de soldadura da lugar a microestructuras más gruesas que las obtenidas en la zona central de la muestra, ya se trate de estructuras completamente martensíticas, o de estructuras dúplex de martensita revenida con ferrita delta. La morfología poligonal de la ferrita delta predomina en las últimas pasadas de soldadura (como se apreció en la Figura 2). Esta estructura es especialmente desfavorable, ya que produce una importante reducción de las propiedades de tenacidad y dureza [10,11].

La morfología de la ferrita delta cambia en la zona central de las muestras debido al efecto térmico producido por los sucesivos cordones de soldadura. Cuando el porcentaje de ferrita delta es del 2% o inferior, la morfología de la ferrita es relativamente homogénea apareciendo como islas embebidas en la matriz martensítica. Para porcentajes superiores al 2% la ferrita se presenta de forma intergranular con una morfología heterogénea, formando una red intergranular junto con lagunas de ferrita delta rodeadas por zonas con bajo contenido en ferrita (según se apreció en la Figura 3). Esta microestructura es indeseable debido a que produce una importante reducción de tenacidad y resistencia a la termofluencia [4].

La obtención de unas aceptables propiedades mecánicas de resistencia, tenacidad y termofluencia en la zona fundida requerirá que la microestructura obtenida en dicha zona sea completamente martensítica o que el contenido de ferrita delta sea inferior al 2% para que no aparezcan microestructuras indeseables. Los materiales de aporte estudiados que han permitido obtener una microestructura en la zona fundida favorable han sido los codificados como FCM1, FCMO1, FCWU1 y FCWU2.

El análisis de las diferentes muestras soldadas y sus composiciones, como se recoge en las Tablas I y II, ha permitido identificar que la mejor solución para obtener estructuras completamente martensíticas es reducir lo más posible los elementos alfégenos (Cr, Si, Mo, W). La sustitución del Mo por el W ha tenido un efecto significativo en la reducción del contenido de ferrita delta, debido al menor efecto estabilizador de la misma del W en comparación con el Mo. En aplicaciones para alta temperatura de servicio, en los aceros martensíticos 9%Cr, se recomienda la sustitución parcial de Mo por W hasta alcanzar los valores de 1,8%Co y 0,6%W [12,13]. Esta misma recomendación podría transferirse a la composición del metal de aporte con lo que se favorecería simultáneamente la obtención de microestructuras completamente martensíticas [14] y mejorar las propiedades a temperaturas elevadas [15].

La introducción de elementos gammágenos (Cu y Co), ha tenido un efecto poco significativo en la reducción del contenido en ferrita delta. Sin embargo, las adiciones de Ni, Cu y Co son necesarias como elementos estabilizantes de la fase austenítica, ya que reducen la velocidad de difusión, al mismo tiempo que producen un incremento en el módulo de Young de estos aceros [1]. La utilización de Co como elemento estabilizador de la austenita y que al mismo tiempo no reduce la temperatura Ms de inicio de transformación martensítica, parece ser el elemento de aleación más idóneo.

4. CONCLUSIONES

Los resultados del análisis de la microestructura estudiada en la zona fundida de las soldaduras realizadas para los aceros 9%Cr pueden ser resumidos en los siguientes puntos:

1. El mejor camino para conseguir una estructura completamente martensítica en la zona fundida de estos aceros es reducir cuanto sea posible el contenido de los elementos alfégenos.
2. Se recomienda la sustitución parcial del contenido de Mo por W que presenta un menor efecto estabilizador de la ferrita delta y mejora las propiedades mecánicas a temperatura elevada.



3. Se recomienda la utilización de Co como elemento estabilizador de la austenita. El cobalto adicionalmente mejora la resistencia a la termofluencia y no reduce la temperatura Ms de inicio de la transformación martensítica.

REFERENCIAS

1. F. ABE et al. Alloy Design of Aduances Ferritic Steels for 659 C USC Boilers. Conf. Proc. Advanced Heat Resistant Steel for Power Generation. San Sebastian. Spain. University Press, Cambridge. UK (1998) 84-87.
2. D. HUENERT, W. SCHULZ, A. KRANZMANN. Corrosion behaviour of ferritic and martensitic power plant steels under conditions of dual atmospheres. Corrosion 66 (12), (2010). DOI: 10.5006/1.3524836.
3. F.B. PICKERING. Physical Metallurgy and the Design of Steels. Applied Science Publishers. London. UK (1978) 165-166.
4. GUANG-JUN CAI et al. Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 28A. JULY (1997) 1417-1428.
5. J. ORR et al. The Commercial Development and Evaluation of E911, A Strong 9% CrMoNbVWN Steel for Boiler Tubes and Headers. Conf. Proc. Advanced Heat Resistant Steel for Power Generation. San Sebastian. Spain. University Press, Cambridge. UK (1998) 65-83.
6. R.J. CASTRO and J.J. CADENET. Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels. Cambridge University Press. London. UK. 1968.
7. J.I. MORLEY and J.A. McWILLIAM. British Welding Journal 7 (10). (1960) 651-658.
8. M.C. BALMFORTH and J.C. LIPPOLD. Weld. Research Sup. JAN (1998) 1s-7s.
9. AWS A5.4-2006. Specification for Stainless Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding. 2006.
10. J.C. LIPPOLD. J. Nuclear Materials. 103 & 104 (1981) 1127-1132
11. H. XIAOQIANG et al Effects of delta-ferrite on the microstructure and mechanical properties in a tungsten-alloyed 10%Cr ultra-supercritical steel. Acta Metallurgica Sinica. 45 (5) (2009) 553-558.
12. R.G. FAULKNER et al. Influence of Co, Cu and W on microstructure of 9%Cr steel weld metals. Materials Science and Technology 19(March) (2003) 347-354.
13. K. HIDAKA et al. Development of Heat Resistant 12%CrWCoB Steel Rotor for CSC Power Plant. Conf. Proc. Advanced Heat Resistant Steel for Power Generation. San Sebastian. Spain. University Press, Cambridge. UK. (1998) 418-429.
14. J. OÑORO. Martensite microstructure of 9-12%Cr steels weld metals. J. Mater. Processing Tech. 180 (2006) 137-142.
15. Q. ZHU et al. Microstructure and Mechanical properties in TIG welding of CLAM steel. Fusion Engineering and Design 86 (2011) 407-411.